

## Особенности формирования наноразмерных объектов в системе InSb/InAs методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений

© В.В. Романов, П.А. Дементьев, К.Д. Моисеев<sup>†</sup>

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 21 июня 2012 г. Принята к печати 2 июля 2012 г.)

Квантовые штрихи (до  $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) и квантовые точки ( $7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) InSb были получены на подложке InAs(100) стандартным методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений в интервале температур 420–440°C. Трансформация формы и размеров квантовых штрихов наблюдалась в зависимости от технологических условий эпитаксиального осаждения (качества поверхности матрицы, температуры роста, скорости потока, соотношения V/III групп в газовой фазе и др.). Управление скоростью диффузии реагентов по поверхности матрицы на основе эпитаксиального слоя InAs приводило к изменению поперечных размеров осаждаемых квантовых штрихов в интервале величин: 150–500 нм в длину и 100–150 нм в ширину соответственно, при сохранении высоты 50 нм. Квантовые точки InSb были выращены на поверхности подложки InAs при  $T = 440^\circ\text{C}$ . Наблюдалось бимодальное распределение нанобъектов по размерам: квантовые точки малых размеров (средняя высота 15 нм, средний диаметр 60 нм) и крупных размеров (средняя высота 25 нм, средний диаметр 110 нм).

### 1. Введение

Полупроводниковые гетероструктуры на основе квантовых точек привлекают значительный интерес исследователей в фундаментальной и прикладной физике благодаря их уникальной электронной структуре. Квантовые точки как объекты нулевой размерности демонстрируют  $\delta$ -образную функцию плотности состояний, сильную локализацию носителей заряда, повышенную энергию связи экситона, расширенную силу осциллятора и др. [1,2]. Известно, что максимальная энергия оптических переходов в гетероструктурах с квантовыми точками лимитируется шириной запрещенной зоны матричного соединения. В гетероструктурах на основе системы квантовые точки InSb в матрице InAs можно использовать узкозонные матричные слои, изопериодные по параметру решетки с подложкой арсенида индия, с шириной запрещенной зоны в диапазоне энергий 0.3–0.65 эВ, что отвечает области среднего инфракрасного (ИК) диапазона 2–4 мкм. В данном спектральном диапазоне располагается значительное число линий поглощения различных газов [3], что актуально при создании оптоэлектронных приборов и сенсоров для обнаружения и регистрации различных химических, взрывчатых и биологических веществ [4].

Ранее были предприняты попытки получить квантовые точки InSb на поверхности InAs с привлечением различных методов эпитаксиального наращивания. Использование стандартной процедуры эпитаксиального осаждения методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЭ) позволило достичь поверхностной плотности нанобъектов до  $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  с поперечными размерами 20–30 нм [5]. Однако при

применении в реакторе МОГФЭ попеременного осаждения индия в атомарном виде при пониженной температуре реакции ( $350^\circ\text{C}$ ) с последующим отжигом его в газовом потоке, содержащем соединения сурьмы, удалось увеличить концентрацию квантовых точек до  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Подобная ситуация наблюдалась и при выращивании методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ). Массивы квантовых точек InSb с размерами 10 нм в высоту и 80 нм в диаметре и поверхностной плотностью до  $6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  были получены при использовании атомно-слоевой эпитаксии (ALE) при  $T = 390^\circ\text{C}$  [6] или усовершенствованной миграционной эпитаксии (МЕЕ) при  $T = 410^\circ\text{C}$  [7], тогда как при традиционной МПЭ методике поверхностная плотность не превышала  $2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . В свою очередь использование достаточно простого и недорогого метода жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) дает возможность получать массивы квантовых точек InSb на подложке InAs с начальной плотностью  $10^{10} \text{ см}^{-2}$  в интервале температур  $T = 420\text{--}440^\circ\text{C}$  [8]. При применении данного метода эпитаксиального наращивания происходит мгновенное покрытие поверхности матрицы, а полученные из раствора-расплава квантовые точки по параметрам подобны квантовым точкам, сформированным согласно модели Странски–Крастанова. Однако метод ЖФЭ в силу особенностей осаждения из жидкой фазы невозможно использовать для последующего заравнивания квантовых точек в едином технологическом процессе. Возникает необходимость применять комбинированные технологии с привлечением других эпитаксиальных методик, например ЖФЭ совместно с МОГФЭ [9]. Следовательно, задача исследования процессов, влияющих на формирование нанобъектов в системе InSb/InAs методом МОГФЭ, остается актуальной.

<sup>†</sup> E-mail: mkd@iropt2.ioffe.rssi.ru

Недавно было показано, что химия поверхности матрицы оказывает существенное влияние на форму, размеры и плотность осаждаемых нанобъектов [10]. Очевидно также, что поверхность, на которую осаждаются атомы материалов, формирующие объекты пониженной размерности, имеет определяющее влияние на скорость диффузии данных атомов по поверхности матрицы. Однако до настоящего времени было мало уделено внимания роли кинетических процессов при формировании квантовых точек в системе узкозонных материалов InSb/InAs, полученных методом МОГФЭ. Результаты исследований структурных свойств свободно стоящих объектов пониженной размерности (квантовых точек и квантовых штрихов) антимонида индия, сформированных на поверхности арсенида индия традиционным методом МОГФЭ, представленные в настоящей работе, являются первыми попытками объяснить порядок формирования массивов данных нанобъектов и определить доминирующие процессы при их формировании на поверхности InAs.

## 2. Методика эксперимента

Для создания гетероструктур с наноразмерными объектами InSb (квантовыми точками и квантовыми штрихами) использовался метод газофазной эпитаксии из металлорганических соединений. Эпитаксиальное наращивание нанобъектов проводилось в стандартном реакторе горизонтального типа при атмосферном давлении при температурах эпитаксии 420–440°C. Осаждение реагентов InSb осуществлялось как непосредственно на подложке InAs, так и на предварительно наращенном эпитаксиальном слое бинарного соединения InAs. В качестве подложек использовали монокристаллические пластины арсенида индия типа *epi-ready* с ориентацией рабочей поверхности в кристаллографической плоскости (100). Перед началом эпитаксиальных наращиваний проводился отжиг поверхности арсенида индия в атмосфере мышьяка в течение 30 мин при температуре 600°C для удаления окисла с поверхности. В качестве источников для наращивания арсенида индия использовались триметилиндий (TMIn) и третбутиларсин (TBAs), для осаждения антимонида индия – триметилиндий (TMIn) и триметилстиббин (TMSb).

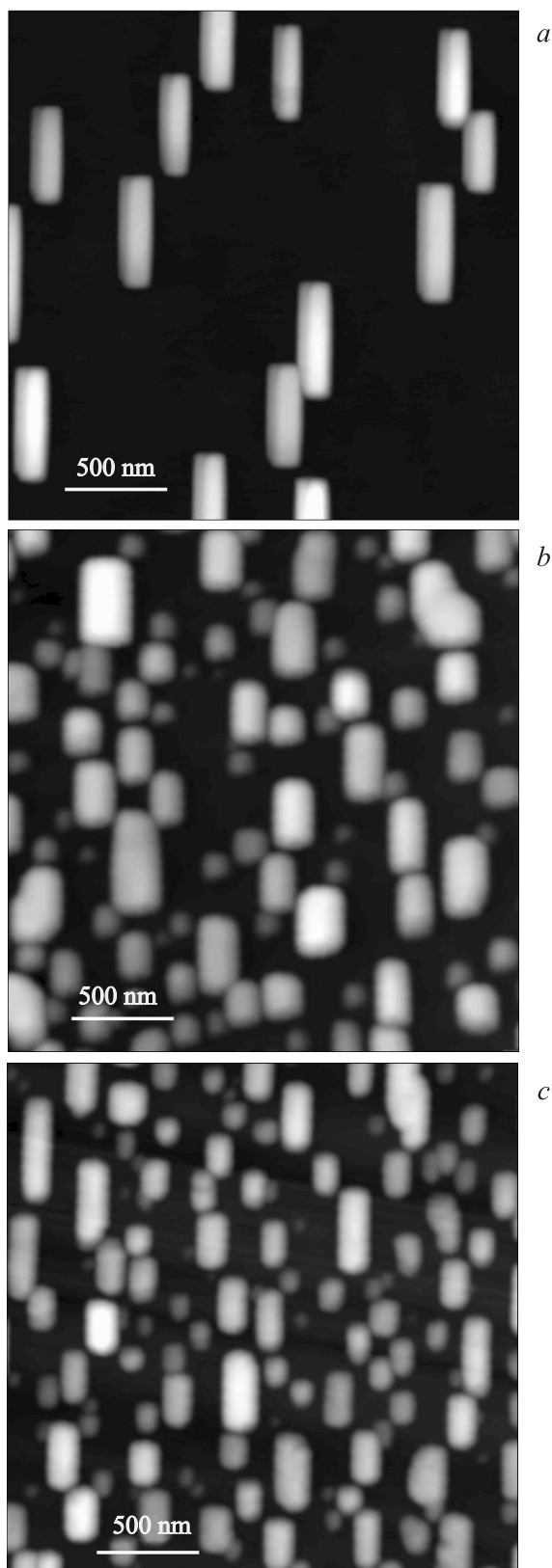
Рельеф поверхности образца исследовался с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver P47H и зондовой лаборатории „Ntegra- Aura“, производства российской компании НТ-МДТ. Измерения проводились в полуконтактном режиме с применением кремниевых консолей (кантилеверов) NSG01 с типичной резонансной частотой около 150 кГц и характерной жесткостью 5 Н/м и радиусом кривизны острия около 10 нм. Амплитуда свободных резонансных колебаний самого кончика кантилевера, где крепится АСМ-зонд, составляла порядка 60 нм. При исследовании образцов с квантовыми объектами InSb, раздельно расположенными на открытой

поверхности InAs, амплитуда вынужденных колебаний кантилевера выбиралась примерно в 2 раза меньше, чем амплитуда свободных колебаний. АСМ-исследования проводились при комнатной температуре и атмосферном давлении, при этом средняя сила взаимодействия АСМ-зонда с поверхностью образца оказывалась все еще достаточно малой, на уровне примерно 0.5 нН, что в свою очередь не приводило к деформации как рельефа самих нанобъектов, так и заостренного кончика самого зонда. Экспериментальные данные, полученные из АСМ-изображений поверхностей массивов с нанобъектами InSb, анализировались с помощью программы статистической обработки Nova-1508. Методика исследования поверхности, примененная в данной работе, была описана ранее [11].

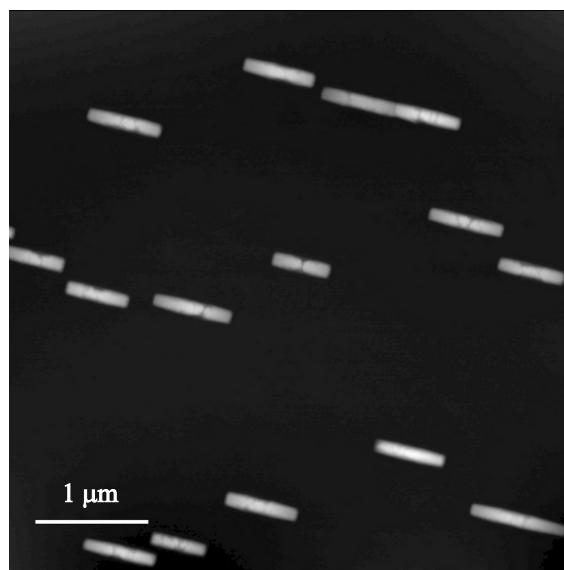
## 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены топографии участков поверхности образцов, которые были получены при осаждении бинарного соединения InSb из разных составов газовой фазы на поверхности эпитаксиального слоя InAs при заданной температуре эпитаксии  $T = 420^\circ\text{C}$  и при фиксированном времени роста. Состав газовой фазы менялся путем изменения количества TMIn. Следует отметить, что мы увеличивали только поток TMIn и оставляли постоянным поток TMSb. В этом случае при изменении потока TMIn менялось соотношение подаваемых компонент V/III групп, то есть относительная доля сурьмы в газовой фазе уменьшалась при увеличении потока индия. Как видно из рис. 1, *a*, осажденные нанобъекты, которые мы определили как квантовые штрихи, по форме напоминали прямоугольники (при рассмотрении в сечении, параллельном плоскости роста) с линейными поперечными размерами 500 нм в длину и 150 нм в ширину. Высота данных квантовых штрихов была порядка 50 нм. Следует подчеркнуть, что при начальной скорости подачи TMIn в реактор 5.6 мкмоль/мин квантовые штрихи были строго ориентированы (более длинной стороной основания) вдоль одного из направлений [110] в плоскости подложки InAs, которое не всегда совпадало с направлением потока газовой фазы, но которое располагалось под меньшим углом к направлению газового потока.

С увеличением скорости подачи источника индия в реактор, а соответственно и увеличением скорости роста, плотность осажденных квантовых штрихов возрастала. Увеличение плотности массивов квантовых штрихов InSb сопровождалось уменьшением их длины, при сохранении ширины (150 нм) и средней высоты (50 нм). При этом наблюдалось появление дополнительных мелких нанобъектов с высотой 30 нм и с равными поперечными размерами в основании, приближающимися по форме к квадрату (см. рис. 1, *b* и 2). При дальнейшем увеличении скорости подачи TMIn (больше чем 8 мкмоль/мин)



**Рис. 1.** АСМ-изображения  $2.5 \times 2.5$  мкм полученных нанодоменов InSb при температуре  $420^\circ\text{C}$  при разной скорости подачи TMIIn в реактор: *a* —  $5.6$  мкмоль/мин, *b* —  $6.7$  мкмоль/мин, *c* —  $8$  мкмоль/мин. Осаждение проводилось на предварительно наращенном эпитаксиальном слое арсенида индия на подложке InAs.



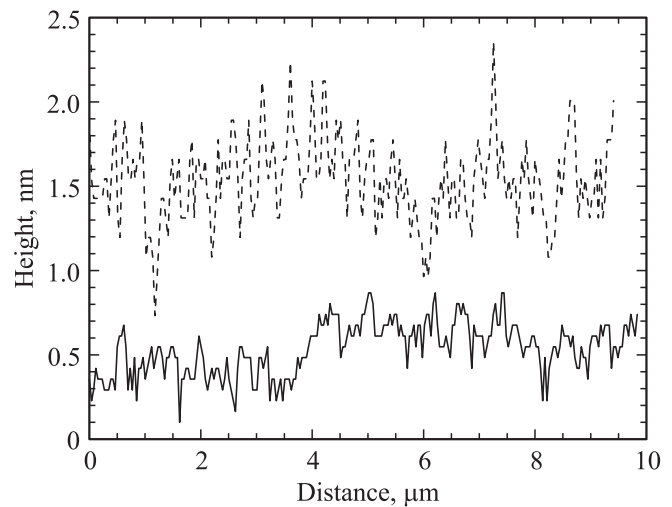
**Рис. 2.** АСМ-изображение  $5 \times 5$  мкм квантовых штрихов InSb, полученных на эпитаксиальном слое InAs при температуре эпитаксии  $440^\circ\text{C}$  и скорости подачи TMIIn в реактор  $8$  мкмоль/мин.

на поверхности подложки матрицы стал осаждаться элементарный индий (на рисунках не показано). Таким образом, образование нанокластеров элементарного индия является следствием наличия индия в газовой фазе выше предельного допустимого значения для данной заданной температуры эксперимента.

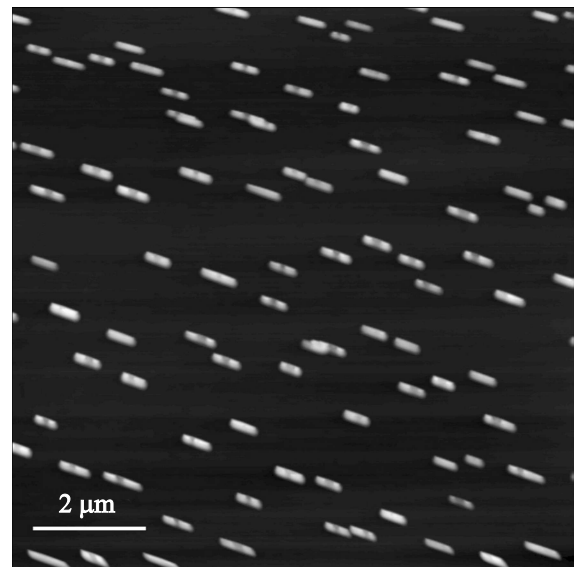
Похожая закономерность в трансформации размеров и изменении плотности осаждаемых квантовых штрихов наблюдалась от температуры эпитаксии при сохранении остальных условий роста (время, скорость потока, соотношение V/III групп в газовой фазе и др.). На рис. 2 представлено АСМ-изображение топографии поверхности образца, полученного при более высокой температуре по отношению к образцу, изображенному на рис. 1, *c*. При сравнении данных рисунков можно заметить, что с изменением температуры осаждения на  $20^\circ$  при фиксированной скорости подачи TMIIn в  $8$  мкмоль/мин достаточно сильно меняются плотность, форма и размеры квантовых штрихов InSb. Можно предположить, что при более высокой температуре атомы индия и сурьмы демонстрируют высокую скорость миграции по поверхности подложки и формируют большие квантовые штрихи малой плотности. Возрастание размера островков при уменьшении скорости роста и увеличения температуры, сопровождаемое соответственным уменьшением их плотности, экспериментально подтверждалось также для других двух систем, например InAs/GaAs [12] и Ge/Si [13]. В системе Ge/Si рост удлиненных островков наблюдался при понижении скорости роста, причем ширина оснований кластеров оставалась одинаковой и близкой к  $15$  нм, а длина испытывала значительные вариации от островка к островку [14].

Анализируя полученные данные АСМ-исследований поверхности образцов, мы предполагаем, что трансформация формы нанообъектов происходит на основе наноостровков, механизм формирования которых описывается моделью Вольмера–Вебера (Volmer–Weber) [2]. Подобное предположение о формировании больших квантовых точек InSb на подложке InAs, обусловленное особенностями (неоднородностями) поверхности матричного материала, было сделано ранее в работе [11]. В нашем случае при осаждении методом МОГФЭ основная роль в образовании квантовых штрихов может быть возложена на диффузию атомов реагентов по поверхности матрицы до места расположения уже сформированных, отдельно стоящих квантовых точек. Так, для осаждения InSb на поверхность подложки InAs за все время наращивания поступает газовая фаза с исходными реагентами, молекулы которых, термически разлагаясь, образуют атомарные элементы III и V групп. При этих условиях рост квантовых штрихов идет за счет нескольких механизмов диффузии атомов: диффузия атомов к поверхности роста через приповерхностный слой газовой фазы и диффузия атомов по поверхности подложки. При увеличении скорости осаждения объектов влияние поверхностной диффузии становится менее определяющей относительно возросшей скорости диффузии атомов через приповерхностный слой к поверхности роста. Подавление скорости диффузии реагентов по поверхности матрицы InAs путем повышения скорости осаждения приводит к уменьшению длин штрихов и появлению объектов с малыми размерами, что наблюдается на рис. 1 и 2. Следовательно, изменение параметров газовой фазы может приводить к изменению геометрии нанообъектов InSb. Тогда становится очевидным тот факт, что вблизи температуры 420°C и при заданной скорости подачи индия и соотношении V/III групп реализуется ситуация, когда велика вероятность получения малых квантовых точек InSb с механизмом формирования, отличным от модели Вольмера–Вебера. Однако дальнейшее понижение температуры или увеличение индия в газовой фазе приводило, несмотря на относительно большое значение V/III, к осаждению элементарного индия на поверхность матрицы. Кроме того, мы считаем, что избыток индия на поверхности InAs почти невозможно устранить путем увеличения количества TMSb в газовой фазе из-за низкой эффективности пиролиза данного металлоорганического соединения при заданной температуре осаждения InSb [15].

В свою очередь поверхностные кинетические процессы, играющие основную роль в эпитаксиальном росте квантовых штрихов, зависят от качества поверхности данной матрицы. В ряде экспериментов на поверхность подложки InAs осаждался эпитаксиальный слой бинарного арсенида индия при температуре 470°C. Эта стандартная процедура, как правило, выполняется для улучшения качества поверхности материнской подложки: очищение от остатков окислов, заравнивание (выравнивание) приповерхностного слоя, восполнение ушедших

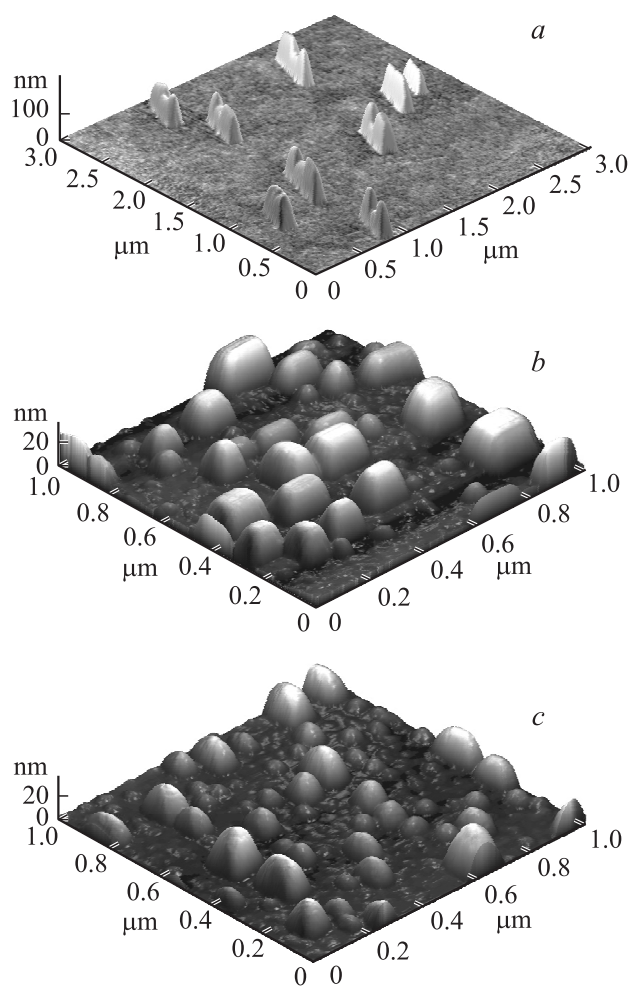


**Рис. 3.** Профили шероховатости поверхности в АСМ-изображении, полученные для подложки *epi-ready* InAs (100) (штриховая линия) и для эпитаксиального слоя InAs (сплошная линия), изготовленного на этой же подложке методом МОГФЭ при  $T = 470^\circ\text{C}$ .



**Рис. 4.** АСМ-изображение  $10 \times 10$  мкм квантовых штрихов InSb, полученных на подложке InAs без эпитаксиального подслоя арсенида индия при температуре осаждения 440°C и скорости подачи TMIIn в реактор, равной 8 мкмоль/мин.

атомов при отжиге подложки перед ростом и т.д. На рис. 3 приведены профили шероховатости поверхностей самой подложки и эпитаксиального слоя, полученные из АСМ-изображений топографии этих поверхностей. Наличие атомарных ступенек на поверхности эпитаксиального слоя (порядка 0.3 нм), что соответствует половине атомарного слоя арсенида индия (0.6 нм), указывает на относительно гладкую поверхность образца. Изначально



**Рис. 5.** АСМ-изображения  $1 \times 1$  мкм, наностроек InSb, полученных при температуре  $440^\circ\text{C}$  при разной скорости подачи TMIп в реактор, мкмоль/мин: *a* – 8, *b* – 8,7, *c* – 10. Осаждение проводилось на подложку InAs без промежуточно-го эпитаксиального подслоя.

поверхность подложки типа *epi-ready* имеет области дефектов с размерами порядка 1–2 монослоев, которые могут выступать эффективными центрами кристаллизации при эпитаксиальном наращивании. Иными словами, формирование штрихов обусловлено особенностями поверхности InAs, которые инициируют зарождения, уменьшая высоту активационного барьера. Если осаждение идет непосредственно на открытую подложку, то в качестве центров кристаллизации в основном выступают дефекты решетки, распределенные на поверхности подложки. При осаждении InSb на предварительно наращенный слой арсенида индия, центрами кристаллизации выступают упорядоченно расположенные моноатомные ступеньки эпитаксиального слоя InAs. Исходя из выше сказанного следует предположить, что на поверхности эпитаксиального слоя плотность штрихов будет меньше, чем на поверхности подложки. Данное предположение подтверждается нашими экспериментальными данными, которые были получены путем наращивания квантовых

штрихов на различные матричные поверхности: плотность штрихов на поверхности эпитаксиального слоя составила  $2.5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ , тогда как на поверхности подложки —  $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (см. рис. 2 и 4).

Принимая во внимание особенности поверхности бинарной матрицы, мы провели ряд экспериментов по осаждению бинарного антимонида индия при повышенной температуре ( $440^\circ\text{C}$ ) непосредственно на подложке *epi-ready* InAs. Как видно из рис. 5, *a*, при начальной скорости подачи TMIп в 8 мкмоль/мин образовывались квантовые штрихи, аналогичные штрихам, полученным при  $T = 420^\circ\text{C}$  (см. рис. 1, *a*). Они также были 500 нм в длину, 150 нм в ширину и высотой 50 нм, и были ориентированы (по длинной стороне) вдоль одного из направлений [110] в плоскости подложки InAs. С увеличением скорости подачи источника индия плотность осажденных нанобъектов возрастала и наблюдалась трансформация их формы (рис. 5, *b*).

Следует отметить, что при  $T = 440^\circ\text{C}$  нам удалось получить квантовые точки InSb с поверхностной плотностью  $7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  путем увеличения скорости подачи индия до 10 мкмоль/мин и таким образом определить пороговые условия для их формирования (рис. 5, *c*). По размерам полученные квантовые точки можно условно разделить на 2 группы: квантовые точки малых размеров (средняя высота 15 нм, средний диаметр 60 нм) и крупных размеров (средняя высота 25 нм, средний диаметр 110 нм). Именно появление бимодальности в статистическом распределении по размерам для квантовых точек, полученных методом МОГФЭ, указывает на тот факт, что были экспериментально определены условия доминирования скорости объемной диффузии (диффузии через приповерхностный слой) над скоростью диффузии по поверхности, при которых наблюдался рост квантовых точек малого размера. В работе [11] отмечалось, что бимодальное распределение по размерам квантовых точек явилось результатом комбинированного вклада двух различных механизмов формирования нанобъектов. Таким образом, применяя специально подготовленную поверхность матрицы (например, модулированное маскирование с помощью микролитографии и др.), можно управлять скоростью диффузии реагентов по поверхности и получать нанобъекты заданной формы, размера и плотности в зависимости от поставленной задачи.

#### 4. Заключение

В данной работе было показано, что в узкозонной системе InSb/InAs при эпитаксиальном наращивании методом МОГФЭ поверхностные кинетические процессы, играющие основную роль в эпитаксиальном росте квантовых штрихов InSb, зависят от качества поверхности данной матрицы. Подавление скорости диффузии реагентов по поверхности матрицы InAs путем повышения скорости осаждения приводит к уменьшению длин

штрихов и появлению объектов с малыми размерами. Изменяя скорости подачи TMIIn в реактор, мы управляли скоростью осаждения продуктов реакции из газовой фазы, что приводило к изменению формы и размеров осаждаемых квантовых штрихов. Также очевидно существенное влияние температуры эпитаксии на формирование нанобъектов. Понижение температуры осаждения антимионида индия до 420°C приводило к уменьшению вклада миграции атомов по поверхности при формировании квантовых штрихов, плотность штрихов возрастала на порядок (до  $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ), а их размеры уменьшались. Управляя химией поверхности матричного материала, нам удалось получить квантовые точки InSb с плотностью  $7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  традиционным методом МОГФЭ на подложке InAs при  $T = 440^\circ\text{C}$ . При этом наблюдалась бимодальность в распределении по размерам: квантовые точки малых размеров (средняя высота 15 нм, средний диаметр 60 нм) и крупных размеров (средняя высота 25 нм, средний диаметр 110 нм).

Работа частично поддержана грантом президента для научных школ (№ НШ-3008.2012.2), а также в рамках проекта РФФИ (11-02-00234а) и программы Отделения физических наук РАН.

## Список литературы

- [1] *Selected Topics in Electronics and Systems*, v. 25: *Quantum Dots*, ed. by E. Borovitskaya, M.S. Shur (Singapore, World Scientific, 2002).
- [2] D. Bimberg, M. Grundmann, N.N. Ledentsov. *Quantum Dot Heterostructures* (Chichester, John Wiley & Sons, 1999).
- [3] H.I. Schiff, G.I. Mackay, J. Bechara. In: *Air Monitoring by Spectroscopy Techniques*, M.W. Sigrist (ed.) (Wiley, N.Y., 1994).
- [4] X. Gao, W.C.W. Chan, S. Nie. *J. Biomed. Opt.*, **7**, 532 (2002).
- [5] S. Shusterman, Y. Paltiel, A. Sher, V. Ezersky, Y. Rosenwaks, J. Cryst. Growth, **291**, 363 (2006).
- [6] F. Hatami, S.M. Kim, H.B. Yuen, J.S. Harris. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 133 115 (2006)
- [7] Q. Zhuang, P.J. Carrington, A. Krier. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **41**, 232 003 (2008).
- [8] К.Д. Моисеев, Я.А. Пархоменко, А.В. Анкудинов, Е.В. Гущина, М.П. Михайлова, А.Н. Титков, Ю.П. Яковлев. *Письма в ЖТФ*, **33** (7), 50 (2007).
- [9] K.D. Moiseev, M.P. Mikhailova, E.V. Ivanov, Ya.A. Parkhomenko, S.S. Kizhaev, V.N. Nevedomsky, N.A. Bert, Yu.P. Yakovlev. *Proc. SPIE*, **7608**, 76081R (2010).
- [10] K. Moiseev, Ya. Parkhomenko, V. Romanov, P. Dement'ev, E. Ivanov, M. Mikhailova. *J. Cryst. Growth*, **318**, 379 (2011).
- [11] К.Д. Моисеев, Я.А. Пархоменко, Е.В. Гущина, А.В. Анкудинов, М.П. Михайлова, Н.А. Берт, Ю.П. Яковлев. *ФТП*, **43**, 1142 (2009).
- [12] В.Г. Дубровский, Ю.Г. Мусихин, Г.Э. Цырлин, В.А. Егоров, Н.К. Поляков, Ю.Б. Самсоненко, А.А. Тонких, Н.В. Крыжановская, Н.А. Берт, В.М. Устинов. *ФТП*, **38**, 342 (2004).
- [13] А.А. Тонких, Г.Э. Цырлин, В.Г. Дубровский, В.М. Устинов, P. Werner. *ФТП*, **38**, 1239 (2004).
- [14] Г.Э. Цырлин, А.А. Тонких, В.Э. Птицын, В.Г. Дубровский, С.А. Масалов, В.П. Евтихийев, Д.В. Денисов, В.М. Устинов, P. Werner. *ФТП*, **47**, 58 (2005).
- [15] R.M. Graham, A.C. Jones, N.J. Mason, S. Rushworth, A. Salesset, T.V. Seongs, G. Bookers, L. Smith, P.J. Walker. *Semicond. Sci. Technol.*, **8**, 1797 (1993).

Редактор Т.А. Полянская

## Peculiarities of nanosize-objects formation by MOVPE in InSb/InAs system

V.V. Romanov, P.A. Dement'ev, K.D. Moiseev

Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** InSb quantum dashes (up to  $4 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ) and quantum dots ( $7 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ) were obtained on InAs(100) substrate by traditional method of metalorganic vapour phase epitaxy in the temperature range 420–440°C. Transformation of a shape and size of the quantum dashes in dependence on technological conditions of the epitaxial deposition (matrix surface quality, growing temperature, flow rate, V/III ratio in vapour phase, etc.) was observed. Control under diffusion rate of reagents on the matrix surface based on InAs epilayer resulted in change of lateral sizes of the deposited quantum dashes in the range of 150–500 nm in a length and 100–150 nm in a width, respectively, with remaining of their height of 50 nm. InSb quantum dots were grown on a surface of the InAs substrate at  $T = 440^\circ\text{C}$ . Bimodal distribution of nanoobjects in a size has been observed: small quantum dots (average height of 15 nm and average diameter of 60 nm) and big quantum dots (average height of 60 nm and average diameter of 110 nm).